

日 本 国 特 許 庁
JAPAN PATENT OFFICE

06.02.03

#2

別紙添付の書類に記載されている事項は下記の出願書類に記載されている事項と同一であることを証明する。

This is to certify that the annexed is a true copy of the following application as filed with this Office

出 願 年 月 日

Date of Application:

2002年 3月 8日

出 願 番 号

Application Number:

特願2002-064303

[ST.10/C]:

[JP2002-064303]

出 願 人

Applicant(s):

新日本製鐵株式会社

REC'D 04 APR 2003

WIPO

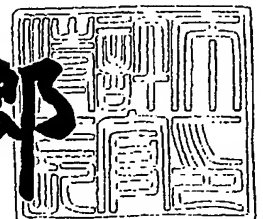
PCT

PRIORITY
DOCUMENTSUBMITTED OR TRANSMITTED IN
COMPLIANCE WITH RULE 17.1(a) OR (b)

2003年 3月18日

特 許 庁 長 官
Commissioner,
Japan Patent Office

太田 信一郎



出証番号 出証特2003-3018024

【書類名】 特許願
【整理番号】 A101905
【あて先】 特許庁長官殿
【国際特許分類】 C23C 2/06
C22C 18/04

【発明者】

【住所又は居所】 君津市君津 1 番地 新日本製鐵株式会社 君津製鐵所内

【氏名】 本田 和彦

【発明者】

【住所又は居所】 君津市君津 1 番地 新日本製鐵株式会社 君津製鐵所内

【氏名】 高橋 彰

【発明者】

【住所又は居所】 君津市君津 1 番地 新日本製鐵株式会社 君津製鐵所内

【氏名】 末宗 義広

【発明者】

【住所又は居所】 君津市君津 1 番地 新日本製鐵株式会社 君津製鐵所内

【氏名】 畑中 英利

【発明者】

【住所又は居所】 君津市君津 1 番地 新日本製鐵株式会社 君津製鐵所内

【氏名】 三宅 豪

【発明者】

【住所又は居所】 君津市君津 1 番地 新日本製鐵株式会社 君津製鐵所内

【氏名】 山田 亘

【発明者】

【住所又は居所】 富津市新富 2 0 - 1 新日本製鐵株式会社 技術開発本部内

【氏名】 田中 幸基

【特許出願人】

【識別番号】 000006655

【氏名又は名称】 新日本製鐵株式会社

【代理人】

【識別番号】 100105441

【弁理士】

【氏名又は名称】 田中 久喬

【選任した代理人】

【識別番号】 100107892

【弁理士】

【氏名又は名称】 内藤 俊太

【手数料の表示】

【予納台帳番号】 041553

【納付金額】 21,000円

【提出物件の目録】

【物件名】 明細書 1

【物件名】 図面 1

【物件名】 要約書 1

【包括委任状番号】 0003043

【ブルーフの要否】 要

【書類名】 明細書

【発明の名称】 表面平滑性に優れる溶融めっき鋼材

【特許請求の範囲】

【請求項1】 質量%で、Al : 20%以下、Mg : 1~10%を含有し、残部がZnおよび不可避不純物からなり、かつ、Zn-Al-Mg系の母相に、融点が600℃以上の金属間化合物を0.001~0.5質量%含有するめっき層を表面に有することを特徴とする表面平滑性に優れる溶融めっき鋼材。

【請求項2】 質量%で、Al : 20%以下、Mg : 1~10%、Si : 0.01~2%を含有し、残部がZnおよび不可避不純物からなり、かつ、Zn-Al-Mg-Si系の母相に、融点が600℃以上の金属間化合物を0.001~0.5質量%含有するめっき層を表面に有することを特徴とする表面平滑性に優れる溶融めっき鋼材。

【請求項3】 請求項1または請求項2のいずれかに記載の金属間化合物が、 $TiAl_3$ 、 $NiAl_3$ 、 Co_2Al_9 、 Co_4Al_{13} 、 $CrAl_4$ 、 $CrAl_7$ 、 Cr_2Al_{11} 、 Mn_4Al_{11} 、 $MnAl_6$ 、 $Al_{11}Ce_3$ 、 $CeZn_2Al_2$ 、 Al_9Ir_2 、 $Al_{11}La_3$ 、 $Al_{12}Mo$ 、 $NbAl_3$ 、 Al_2Se_3 、 $TaAl_3$ 、 $ZrAl_3$ 、 Zr_2ZnAl_3 、 Al_2Ca 、 $Ti_7Al_5Si_{12}$ 、 $FeNiAl_9$ 、 Fe_3NiAl_{10} 、 $TiAl_2$ 、 $TiAl$ 、 Ni_2Al_3 、 $NiAl$ の1種または2種以上であることを特徴とする表面平滑性に優れる溶融めっき鋼材。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】

本発明は、めっき鋼板に係わり、更に詳しくは優れた表面平滑性を有し、種々の用途、例えば家電用や自動車用、建材用鋼板として適用できるめっき鋼材に関するものである。

【0002】

【従来の技術】

耐食性の良好なめっき鋼材として最も使用されるものに亜鉛系めっき鋼板がある。この亜鉛系めっき鋼板は自動車、家電、建材分野など種々の製造業において

使用されている。また、それ以外にも、めっき鋼線やどぶづけめっきなど種々の分野でめっき鋼材が使用されている。

【0003】

上記亜鉛系めっき鋼板の耐食性を向上させることを目的として本発明者らは、特許第3179446号において溶融Zn-Al-Mg-Siめっき鋼板を提案した。また、本発明者らは特開2000-064061号公報においてこの溶融Zn-Al-Mg-Siめっき鋼板にCa、Be、Ti、Cu、Ni、Co、Cr、Mnの一種または二種以上を添加することにより、さらに耐食性の優れた塗装鋼板が得られることを明らかにした。

【0004】

また、特開2001-295015号公報においては、溶融Zn-Al-Mgめっき鋼板にTi、B、Siを添加することにより表面外観が良好になることが開示されている。

【0005】

【発明が解決しようとする課題】

しかしながら、上記及びその他これまで開示されためっき鋼板では、表面平滑性が十分に確保されていない。

【0006】

Zn-Mg-Alの三元系合金は3質量%Mg-4質量%Al-93質量%Znに3元共晶点を持ち、それよりAl濃度が高い場合、初晶としてAl相が晶出する。溶融めっき時のめっき凝固速度が十分に確保されている場合、Al相が大きく成長しないうちにめっきが凝固するため表面平滑性は問題とならないが、めっき凝固速度が小さい場合、このAl相が先に大きく成長することによってめっき表面に凸凹が形成され、表面平滑性が劣化するという問題点を有している。

【0007】

しかし、前記特許第3179446号に開示される技術では、表面平滑性が劣化するという問題は考慮されていない。また、前記特開2000-064061号公報に開示される技術では、塗装後耐食性向上を目的としてCa、Be、Ti、Cu、Ni、Co、Cr、Mnの一種または二種以上を添加しているが、表面

平滑性が劣化するという問題は考慮されておらず、金属間化合物についても言及されていない。また、前記特開 2 0 0 1 - 2 9 5 0 1 5 号公報に開示される技術では、表面外観を劣化させる $Zn_{11}Mg_2$ 相の生成・成長を抑制する目的として Ti と B を添加しているが、表面平滑性が劣化するという問題は考慮されておらず、金属間化合物についても言及されていない。

【0008】

そこで、本発明は、上記問題点に鑑みなされたものであり、4 質量%を超えるような高 Al 濃度の場合でも十分な表面平滑性が優れためっき鋼材を提供することを目的としている。

【0009】

【課題を解決するための手段】

本発明者らは、表面平滑性が優れためっき鋼板の開発について鋭意研究を重ねた結果、Al : 20 質量%以下、Mg : 1 ~ 10 質量%を含有する高 Al 含有めっき鋼板であっても、 $Zn-Al-Mg$ 系の母相に、融点が 600℃以上の金属間化合物を 0.001 ~ 0.5 質量%含有させることにより表面平滑性が向上させることが出来るという新たな知見を見出し、本発明を完成するに至ったものである。

【0010】

すなわち、本発明の趣旨とするところは、以下のとおりである。

【0011】

(1) 質量%で、Al : 20 %以下、Mg : 1 ~ 10 %を含有し、残部が Zn および不可避不純物からなり、かつ、 $Zn-Al-Mg$ 系の母相に、融点が 600℃以上の金属間化合物を 0.001 ~ 0.5 質量%含有するめっき層を表面に有することを特徴とする表面平滑性に優れた溶融めっき鋼材。

【0012】

(2) 質量%で、Al : 20 %以下、Mg : 1 ~ 10 %、Si : 0.01 ~ 2 %を含有し、残部が Zn および不可避不純物からなり、かつ、 $Zn-Al-Mg-Si$ 系の母相に、融点が 600℃以上の金属間化合物を 0.001 ~ 0.5 質量%含有するめっき層を表面に有することを特徴とする表面平滑性に優れた溶

融めつき鋼材。

【0013】

(3) 前記(1)または(2)のいずれかに記載の金属間化合物が、 $TiAl_3$ 、 $NiAl_3$ 、 Co_2Al_9 、 Co_4Al_{13} 、 $CrAl_4$ 、 $CrAl_7$ 、 Cr_2Al_{11} 、 Mn_4Al_{11} 、 $MnAl_6$ 、 $Al_{11}Ce_3$ 、 $CeZn_2Al_2$ 、 Al_9Ir_2 、 $Al_{11}La_3$ 、 $Al_{12}Mo$ 、 $NbAl_3$ 、 Al_2Se_3 、 $TaAl_3$ 、 $ZrAl_3$ 、 Zr_2ZnAl_3 、 Al_2Ca 、 $Ti_7Al_5Si_{12}$ 、 $FeNiAl_9$ 、 Fe_3NiAl_{10} 、 $TiAl_2$ 、 $TiAl$ 、 Ni_2Al_3 、 $NiAl$ の1種または2種以上であることを特徴とする表面平滑性に優れる溶融めつき鋼材。

【0014】

【発明の実施形態】

以下に本発明を詳細に説明する。

【0015】

本発明の溶融めつき鋼材は、 Al ：20質量%以下、 Mg ：1～10質量%、残部が Zn および不可避不純物からなるめつき層中に $Zn-Al-Mg$ 系の母相と融点が600℃以上の金属間化合物を0.001～0.5質量%含有することを特徴とするめつき鋼材、及び、 Al ：20質量%以下、 Mg ：1～10質量%、 Si ：0.01～2質量%、残部が Zn および不可避不純物からなるめつき層中に $Zn-Al-Mg-Si$ 系の母相と融点が600℃以上の金属間化合物を0.001～0.5質量%含有することを特徴とするめつき鋼材である。

【0016】

Al の含有量を20質量%以下に限定した理由は、20質量%を超えると耐食性を向上させる効果が飽和するためである。

【0017】

Mg の含有量を1～10質量%に限定した理由は、1質量%未満では耐食性を向上させる効果が不十分であるためであり、10質量%を超えるとめつき層が脆くなって密着性が低下するためである。

【0018】

本発明において、 $Zn-Mg-Al$ 系の母相とは、 $[Al/Zn/Zn_2Mg$

の三元共晶組織]の素地中に[Zn相]、[Al相]、[Zn₂Mg相]の1つ以上を含む金属組織のことである。また、Zn-Mg-Al-Si系の母相とは、[Al/Zn/Zn₂Mgの三元共晶組織]の素地中に[Zn相]、[Al相]、[Zn₂Mg相]、[Si相]、[Mg₂Si相]の1つ以上を含む金属組織のことである。

【0019】

ここで、[Al/Zn/Zn₂Mgの三元共晶組織]とは、Al相と、Zn相と、金属間化合物Zn₂Mg相との三元共晶組織であり、この三元共晶組織を形成しているAl相は例えばAl-Zn-Mgの三元系平衡状態図における高温での「Al」相（Znを固溶するAl固溶体であり、少量のMgを含む）に相当するものである。この高温でのAl相は常温では通常は微細なAl相と微細なZn相に分離して現れる。また、該三元共晶組織中のZn相は少量のAlを固溶し、場合によってはさらに少量のMgを固溶したZn固溶体である。この三元共晶組織中のZn₂Mg相は、Zn-Mgの二元系平衡状態図のZn：約84質量%の付近に存在する金属間化合物相である。状態図で見える限りそれぞれの相にはSiが固溶しているかいないか、固溶していても極微量であると考えられるがその量は通常の分析では明確に区別できないため、この3つの相からなる三元共晶組織を本明細書では[Al/Zn/Zn₂Mgの三元共晶組織]と表す。

【0020】

また、[Al相]とは、前記の三元共晶組織の素地中に明瞭な境界をもって島状に見える相であり、これは例えばAl-Zn-Mgの三元系平衡状態図における高温での「Al」相（Znを固溶するAl固溶体であり、少量のMgを含む）に相当するものである。この高温でのAl相はめっき浴のAlやMg濃度応じて固溶するZn量やMg量が相違する。この高温でのAl相は常温では通常は微細なAl相と微細なZn相に分離するが、常温で見られる島状の形状は高温でのAl相の形骸を留めたものであると見てよい。状態図で見える限りこの相にはSiが固溶しているかいないか、固溶していても極微量であると考えられるが通常の分析では明確に区別できないため、この高温でのAl相（Al初晶と呼ばれる）に由来し且つ形状的にはAl相の形骸を留めている相を本明細書では

〔A1相〕と呼ぶ。この〔A1相〕は前記の三元共晶組織を形成しているA1相とは顕微鏡観察において明瞭に区別できる。

【0021】

また、〔Zn相〕とは、前記の三元共晶組織の素地中に明瞭な境界をもって島状に見える相であり、実際には少量のA1さらには少量のMgを固溶していることもある。状態図で見る限りこの相にはSiが固溶しているかいないか、固溶していても極微量であると考えられる。この〔Zn相〕は前記の三元共晶組織を形成しているZn相とは顕微鏡観察において明瞭に区別できる。

【0022】

また、〔Zn₂Mg相〕とは、前記の三元共晶組織の素地中に明瞭な境界をもって島状に見える相であり、実際には少量のA1を固溶していることもある。状態図で見る限りこの相にはSiが固溶しているかいないか、固溶していても極微量であると考えられる。この〔Zn₂Mg相〕は前記の三元共晶組織を形成しているZn₂Mg相とは顕微鏡観察において明瞭に区別できる。

【0023】

また、〔Si相〕とは、めっき層の凝固組織中に明瞭な境界をもって島状に見える相であり、例えばZn-Siの二元系平衡状態図における初晶Siに相当する相である。実際には少量のA1固溶していることもあり、状態図で見る限りZn、Mgは固溶していないか、固溶していても極微量であると考えられる。この〔Si相〕はめっき中では顕微鏡観察において明瞭に区別できる。

【0024】

また、〔Mg₂Si相〕とは、めっき層の凝固組織中に明瞭な境界をもって島状に見える相であり、例えばAl-Mg-Siの三元系平衡状態図における初晶Mg₂Siに相当する相である。状態図で見る限りZn、Alは固溶していないか、固溶していても極微量であると考えられる。この〔Mg₂Si相〕はめっき中では顕微鏡観察において明瞭に区別できる。

【0025】

以上、述べためっき層凝固組織の一例を図1に示す。図1の上段の図1(a)は、本発明におけるめっき鋼材のめっき層の顕微鏡写真(倍率2500倍)であ

り、該写真中の各組織の分布状態を図示したものが下段の図 1 (b) である。この図からも判るように、本発明におけるめっき鋼材のめっき層の顕微鏡写真によって明確に各組織を特定することが出来る。

【 0 0 2 6 】

本発明では、表面平滑性を向上させるためにこの $Zn-Mg-Al$ 系の母相、または、 $Zn-Mg-Al-Si$ 系の母相に融点が $600^{\circ}C$ 以上の金属間化合物を $0.001 \sim 0.5$ 質量% 含有させる。融点が $600^{\circ}C$ 以上の金属間化合物を含有させて表面平滑性が向上する理由は、高融点の金属間化合物が結晶の核となり [Al 相] の結晶が数多く晶出し、結果的に [Al 相] の結晶成長が抑制されるためだと考えられる。

【 0 0 2 7 】

ここで表面平滑性の悪いめっきとは、めっき表面に数百 $\mu m \sim$ 数 mm 間隔の凸凹が形成された状態を示し、目視でも十分確認できる。断面を光学顕微鏡で確認するとめっきが厚い部分と薄い部分に分かれており、極端な場合、薄い部分が厚い部分の半分以下となることもある。

【 0 0 2 8 】

本発明において、めっき中に含有する金属間化合物の融点を $600^{\circ}C$ 以上に限定した理由は、めっき浴温より低い融点では表面平滑性を向上させることができないためである。

【 0 0 2 9 】

金属間化合物の含有量を $0.001 \sim 0.5$ 質量% に限定した理由は、 0.001 質量% 未満では表面平滑性を向上させる効果が不十分であるためであり、 0.5 質量% を超えると金属間化合物自身がめっき後の外観を悪化させるためである。

【 0 0 3 0 】

金属間化合物の添加方法については特に限定するところはなく、金属間化合物の微粉末を浴中に混濁させる方法や、金属間化合物を浴に溶解させる方法等が適用できる。特に Ti 、 Ni 、 Co 、 Cr 、 Mn 、 Ce 、 Ir 、 La 、 Mo 、 Nb 、 Se 、 Ta 、 Zr 、 Ca 等、 $400 \sim 600^{\circ}C$ の $Zn-Al$ 合金液体に微量溶

解し、凝固時、Al相が晶出する前に金属間化合物として晶出する元素を添加した浴は表面平滑性を向上させる効果大きい。

【0031】

上記のような性質を持つ元素を添加した浴を使用して溶融めっきしためっき層中には、Zn-Mg-Al系の母相、または、Zn-Mg-Al-Si系の母相と $TiAl_3$ 、 $NiAl_3$ 、 Co_2Al_9 、 Co_4Al_{13} 、 $CrAl_4$ 、 $CrAl_7$ 、 Cr_2Al_{11} 、 Mn_4Al_{11} 、 $MnAl_6$ 、 $Al_{11}Ce_3$ 、 $CeZn_2Al_2$ 、 Al_9Ir_2 、 $Al_{11}La_3$ 、 $Al_{12}Mo$ 、 $NbAl_3$ 、 Al_2Se_3 、 $TaAl_3$ 、 $ZrAl_3$ 、 Zr_2ZnAl_3 、 Al_2Ca 、 $Ti_7Al_5Si_{12}$ 、 $FeNiAl_9$ 、 Fe_3NiAl_{10} 、 $TiAl_2$ 、 $TiAl$ 、 Ni_2Al_3 、 $NiAl$ の1種または2種以上の金属間化合物を含有することになる。

【0032】

これらの金属間化合物もめっき層の凝固組織中に明瞭な境界をもって島状に見える。また、Zn-Mg-Al-Si系の浴から晶出させた場合には少量のSiを固溶していることもある。

【0033】

めっき層中には、これ以外にFe、Sb、Pb、Snを単独あるいは複合で0.5質量%以内含有してもよい。また、P、B、Bi、3族元素を合計で0.5質量%以下含有しても本発明の効果を損なわず、その量によってはさらに耐食性が改善される等好ましい場合もある。

【0034】

本発明の下地鋼材としては、鋼板のみならず、線材、形鋼、条鋼、鋼管など種々の鋼材が使用できる。鋼板としては、熱延鋼板、冷延鋼板共に使用でき、鋼種もAlキルド鋼、Ti、Nb等を添加した極低炭素鋼板、およびこれらにP、Si、Mn等の強化元素を添加した高強度鋼、ステンレス鋼等種々のものが適用できる。

【0035】

本発明品の製造方法については、特に限定することなく鋼板の連続めっき、鋼材や線材のどぶづけめっき法など種々の方法が適用できる。下層としてNiプレ

めっきを施す場合でも通常行われているプレめっき方法を適用すれば良い。本発明品は冷却速度が小さい場合でも表面平滑性が良好なめっきが得られるため、大きな冷却速度が取りにくいドブ漬めっきや、板厚の厚い材料への溶融めっきにおいてその効果が顕著となる。

めっきの付着量については特に制約は設けないが、耐食性の観点から 10 g/m^2 以上、加工性の観点から 350 g/m^2 以下で有ることが望ましい。

【0036】

【実施例】

以下、実施例により本発明を具体的に説明する。

まず、厚さ 2.0 mm の冷延鋼板を準備し、これに $400 \sim 600^\circ\text{C}$ で浴中の添加元素量を変化させた Zn 合金めっき浴で 3 秒溶融めっきを行い、 N_2 ワイピングでめっき付着量を 140 g/m^2 に調整し、冷却速度 10°C/s 以下で冷却した。得られためっき鋼板のめっき組成を表 1 に示す。

【0037】

平滑性は波長領域 $200 \mu\text{m}$ 以上の粗度を測定し、 $1 \mu\text{m}$ 以下のものを合格とした。

【0038】

評価結果を表 1 に示す。番号 1、23 はめっき層中に金属間化合物を含有しないため平滑性が不合格となった。これら以外はいずれも良好な平滑性を示した。

【0039】

【表1】

番号	溶融Znめつき層組成(mass%)				金属間化合物	粗度評価	備考
	Mg	Al	Si	金属間化合物			
1	3	11			—	不合格	比較例
2	3	11		0.1	TiAl ₃	合格	本発明例
3	3	11		0.1	NiAl ₃	合格	〃
4	3	11		0.1	Co ₂ Al ₉	合格	〃
5	3	11		0.1	CrAl ₇	合格	〃
6	3	11		0.1	MnAl ₆	合格	〃
7	3	11		0.1	CeZn ₂ Al ₂	合格	〃
8	3	11		0.1	Al ₅ Ir ₂	合格	〃
9	3	11		0.1	Al ₁₁ La ₃	合格	〃
10	3	11		0.1	Al ₁₂ Mo	合格	〃
11	3	11		0.1	NbAl ₃	合格	〃
12	3	11		0.1	Al ₂ Se ₃	合格	〃
13	3	11		0.1	TaAl ₃	合格	〃
14	3	11		0.1	Zr ₂ ZnAl ₃	合格	〃
15	3	11		0.1	Al ₂ Ca	合格	〃
16	3	11		0.1	Ti ₇ Al ₅ Si ₁₂	合格	〃
17	3	11		0.1	FeNiAl ₉	合格	〃
18	3	11		0.1	Fe ₃ NiAl ₁₀	合格	〃
19	3	11		0.1	TiAl ₂	合格	〃
20	3	11		0.1	TiAl	合格	〃
21	3	11		0.1	Ni ₂ Al ₃	合格	〃
22	3	11		0.1	NiAl	合格	〃
23	3	11	0.05		—	不合格	比較例
24	3	11	0.05	0.1	TiAl ₃	合格	本発明例
25	3	11	0.05	0.1	NiAl ₃	合格	〃
26	3	11	0.05	0.1	Co ₂ Al ₉	合格	〃
27	3	11	0.05	0.1	CrAl ₇	合格	〃
28	3	11	0.05	0.1	MnAl ₆	合格	〃
29	3	11	0.05	0.1	CeZn ₂ Al ₂	合格	〃
30	3	11	0.05	0.1	Al ₅ Ir ₂	合格	〃
31	3	11	0.05	0.1	Al ₁₁ La ₃	合格	〃
32	3	11	0.05	0.1	Al ₁₂ Mo	合格	〃
33	3	11	0.05	0.1	NbAl ₃	合格	〃
34	3	11	0.05	0.1	Al ₂ Se ₃	合格	〃
35	3	11	0.05	0.1	TaAl ₃	合格	〃
36	3	11	0.05	0.1	Zr ₂ ZnAl ₃	合格	〃
37	3	11	0.05	0.1	Al ₂ Ca	合格	〃
38	3	11	0.05	0.1	Ti ₇ Al ₅ Si ₁₂	合格	〃
39	3	11	0.05	0.1	FeNiAl ₉	合格	〃
40	3	11	0.05	0.1	Fe ₃ NiAl ₁₀	合格	〃
41	3	11	0.05	0.1	TiAl ₂	合格	〃
42	3	11	0.05	0.1	TiAl	合格	〃
43	3	11	0.05	0.1	Ni ₂ Al ₃	合格	〃
44	3	11	0.05	0.1	NiAl	合格	〃

【 0 0 4 0 】

【発明の効果】

以上述べてきたように、本発明により、めっき凝固速度が小さい場合でも表面に凸凹が形成されず表面平滑性が優れためっき鋼板を製造することが可能となり、工業上極めて優れた効果を奏することができる。

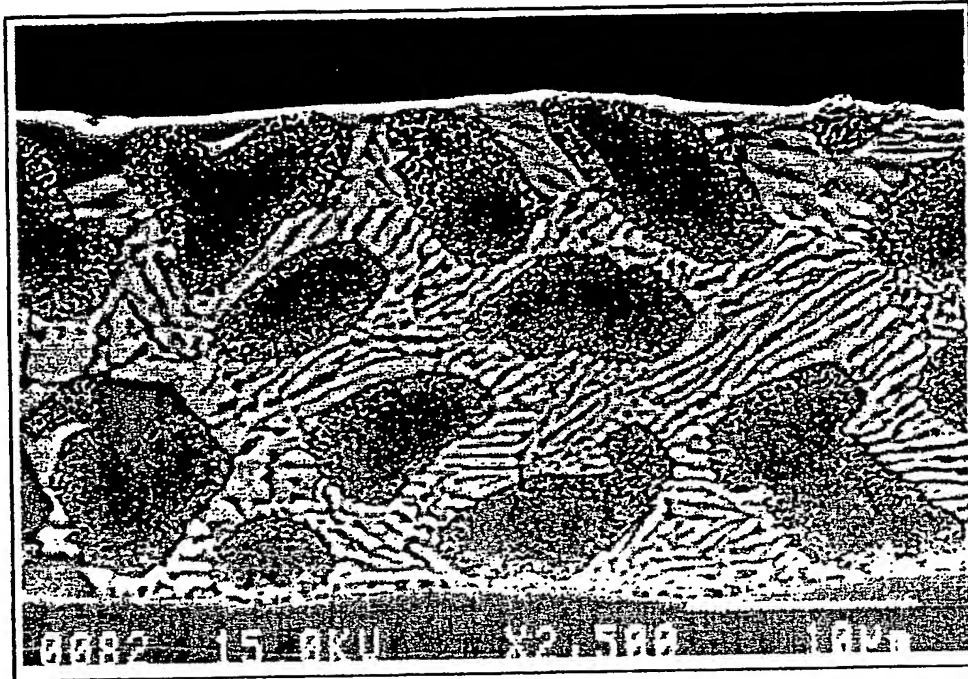
【図面の簡単な説明】

【図 1】

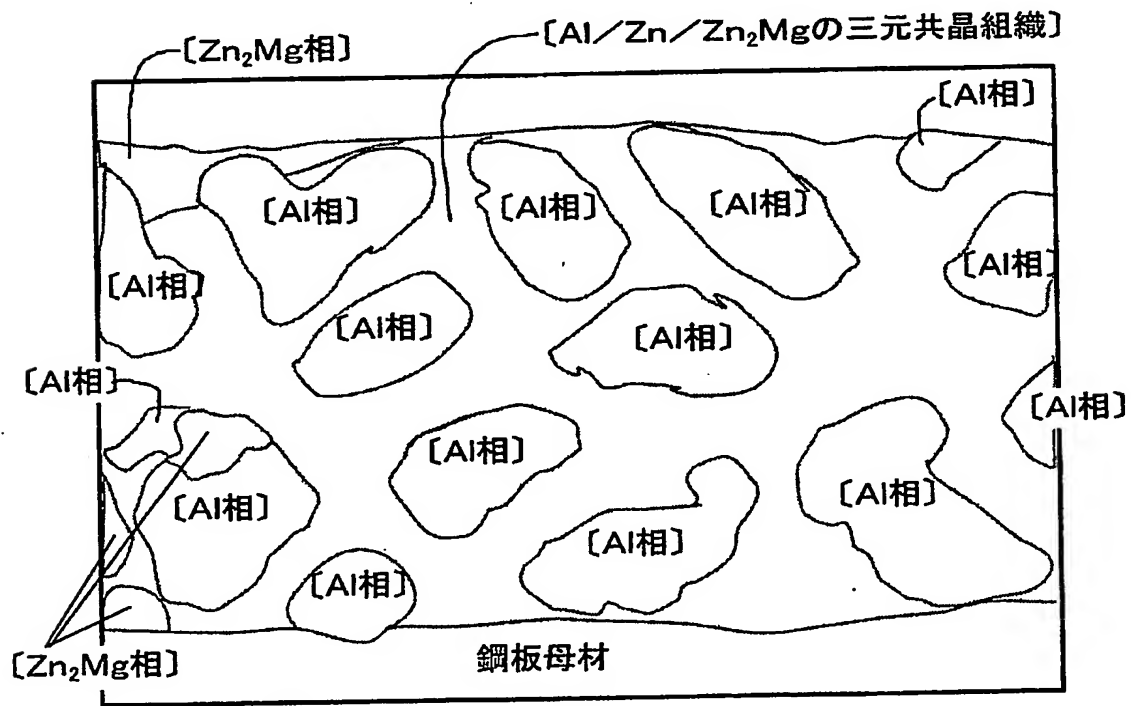
めっき層凝固組織の一例を示す図で、（a）は、本発明におけるめっき鋼材のめっき層の顕微鏡写真（倍率 2 5 0 0 倍）であり、（b）は該写真中の各組織の分布状態を示した図である。

【書類名】 図面

【図1】



(a)



(b)

【書類名】 要約書

【要約】

【課題】 $Zn-Mg-Al$ の三元系合金めっき鋼材において、高 Al 濃度の場合でも表面平滑性が優れためっき鋼材を提供することを目的としてなされたものである。

【解決手段】 質量%で、 $Al: 4 \sim 20\%$ 、 $Mg: 1 \sim 10\%$ を含有し、残部が Zn および不可避不純物からなり、かつ、 $Zn-Al-Mg$ 系の母相に、融点が $600^{\circ}C$ 以上の金属間化合物を $0.001 \sim 0.5$ 質量% 含有するめっき層を鋼材表面に形成するか、あるいは、 $Al: 4 \sim 20\%$ 、 $Mg: 1 \sim 10\%$ 、 $Si: 0.01 \sim 2\%$ を含有し、残部が Zn および不可避不純物からなり、かつ、 $Zn-Al-Mg-Si$ 系の母相に、融点が $600^{\circ}C$ 以上の金属間化合物を $0.001 \sim 0.5$ 質量% 含有するめっき層を鋼材表面に形成させる。この時金属間化合物として、 $TiAl_3$ 、 $NiAl_3$ 、 Co_2Al_9 等を添加すると更に優れた表面平滑性を有するめっき鋼材となる。

【選択図】 なし

特 2002-064303

認定・付加情報

特許出願の番号

特願 2002-064303

受付番号

50200329331

書類名

特許願

担当官

第五担当上席

0094

作成日

平成14年 3月12日

<認定情報・付加情報>

【提出日】

平成14年 3月 8日

次頁無

特2002-064303

出 願 人 履 歴 情 報

識別番号

[000006655]

1. 変更年月日 1990年 8月10日

[変更理由] 新規登録

住 所 東京都千代田区大手町2丁目6番3号

氏 名 新日本製鐵株式会社